

REC'D 09 MAY 2000
WIPO PCT

09/700566

PCT/JP00/01587

15.03.00

日 本 国 特 許 庁

PATENT OFFICE
JAPANESE GOVERNMENT

JP00/01587

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日

Date of Application:

1999年 8月26日

出 願 番 号

Application Number:

平成11年特許願第239146号

出 願 人

Applicant (s):

住友特殊金属株式会社

EU

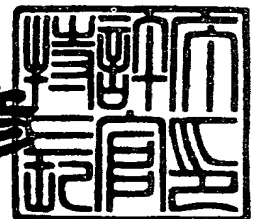
PRIORITY
DOCUMENT

SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)

2000年 4月21日

特許庁長官
Commissioner,
Patent Office

近藤 隆彦



出証番号 出証特2000-3027980

【書類名】 特許願

【整理番号】 SS099096

【提出日】 平成11年 8月26日

【あて先】 特許庁長官 殿

【国際特許分類】 C22C 38/08

【発明の名称】 疲労特性に優れたマルエージング鋼およびその製造方法

【請求項の数】 6

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府吹田市南吹田2丁目19番1号 住友特殊金属株式会社 吹田製作所内

【氏名】 植田 雅巳

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府吹田市南吹田2丁目19番1号 住友特殊金属株式会社 吹田製作所内

【氏名】 平野 健治

【特許出願人】

【識別番号】 000183417

【氏名又は名称】 住友特殊金属株式会社

【代理人】

【識別番号】 100101395

【弁理士】

【氏名又は名称】 本田 龍雄

【電話番号】 06-6328-8200

【先の出願に基づく優先権主張】

【出願番号】 平成11年特許願第178226号

【出願日】 平成11年 6月24日

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 040017

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9908379

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 疲労特性に優れたマルエージング鋼およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 化学成分が重量%で、

C : 0. 0 1 % 以下、

N i : 8 ~ 1 9 %、

C o : 8 ~ 2 0 %、

M o : 2 ~ 9 %、

T i : 0. 1 ~ 2 %、

A l : 0. 1 5 % 以下、

N : 0. 0 0 3 % 以下、

O : 0. 0 0 1 5 % 以下

を含み残部実質的に Fe よりなり、非金属介在物の大きさをその周長を円周とする相当円の直径で表したとき、非金属介在物の大きさが $30\ \mu\text{m}$ 以下である疲労特性に優れたマルエージング鋼。

【請求項 2】 T i 成分偏析比および M o 成分偏析比が各々 1. 3 以下である請求項 1 に記載した疲労特性に優れたマルエージング鋼。

【請求項 3】 鋼塊頂部の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D_1 、鋼塊底部の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D_2 、鋼塊高さを H 、 $H/2$ 位置における鋼塊の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D 、 $H/2$ 位置における鋼塊の長辺長さおよび短辺長さをそれぞれ W_1 、 W_2 とするとき

テーパー $T_p = (D_1 - D_2) \times 100 / H$ が 5. 0 ~ 25. 0 %、高径比 $R_h = H / D$ が 1. 0 ~ 3. 0、扁平比 $B = W_1 / W_2$ が 1. 5 以下となる鋳型を用いて、請求項 1 に記載した化学成分を有する鋼の溶湯を鋳造する疲労特性に優れたマルエージング鋼の製造方法。

【請求項 4】 請求項 3 に記載された製造方法により鋳造された鋳造片に塑性加工を施して非金属介在物の大きさを $30\ \mu\text{m}$ 以下とするマルエージング鋼の製造方法。

【請求項 5】 請求項 3 に記載された製造方法により鑄造された鑄造片を鍛練比 4 以上で熱間鍛造し、次いで 1100～1280℃の温度範囲で保持するソーキング処理を 1 回または 2 回以上行い、ソーキング処理の合計時間を 10～100 hr とする疲労特性に優れたマルエージング鋼の製造方法。

【請求項 6】 請求項 5 に記載された製造方法によりソーキングされた鍛造片に塑性加工を施して非金属介在物の大きさを 30 μm 以下とするマルエージング鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明が属する技術分野】

本発明は疲労特性に優れるマルエージング鋼とその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】

マルエージング鋼は、極低炭素-Ni あるいは極低炭素-Ni-C からのなる韌性に富んだマルテンサイト母相に、Ti あるいは Mo 等の金属間化合物を析出させることにより強化を図った鋼で、韌性に富み、高い強度を有する。しかも溶接性が良好で、熱処理による寸法変化が小さいなど、今までになかった種々の特長を有する。このため、宇宙開発、海洋開発、原子力利用分野、航空機関係、自動車関係等の先端的技術分野の構造部材から、圧力容器、工具、押し出し用ラム、ダイス等の多岐の分野にわたり広範な用途への適用が試みられている。

【0003】

しかしながら、マルエージング鋼はその高強度と強化機構に起因して以下のような問題をかかえている。すなわち高強度になると材料中の非金属介在物に敏感になり、その応力集中によって疲労強度が低下し、引いては耐久性が劣化する傾向がある。

【0004】

そこで、かかる問題を解決するため、真空誘導溶解法 (VIM) により溶解した後、真空アーク再溶解法 (VAR) により再溶解して、N や O を低減規制することにより非金属介在物清浄度を向上させ、これによって疲労破壊の起点となる

非金属介在物の量を低減することで、疲労特性の改善が図られている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

上記の技術により、ある程度の耐久性の向上が図られたが、近年、機械や構造物の使用条件が過酷になり、材料の強度特性に対する要求がますます厳しくなっており、機械機器や構造物の長期安定性を保証するため、耐久性のより一層の向上を図るべく、優れた疲労特性を有する機械構造用マルエージング鋼の開発が要望されるに至っている。また、従来の製造方法では、真空誘導溶解後に真空アーク再溶解を行うため、特殊な真空アーク再溶解設備が必要であり、生産性も低いという問題がある。

【0006】

本発明はかかる問題に鑑みなされたものであり、優れた疲労特性を有する機械構造用マルエージング鋼、および真空アーク再溶解を行うことなく、通常の溶解設備で生産性に優れた機械構造用マルエージング鋼を製造することができる方法を提供するものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】

請求項1に記載した本発明のマルエージング鋼は、化学成分が重量%で、

C: 0.01%以下、

Ni: 8~19%、

Co: 8~20%、

Mo: 2~9%、

Ti: 0.1~2%、

Al: 0.15%以下、

N: 0.003%以下、

O: 0.0015%以下

を含み残部実質的にFeよりなり、非金属介在物の大きさをその周長を円周とする相当円の直径で表したとき、非金属介在物の大きさが $30\mu\text{m}$ 以下とされたものである。

このマルエージング鋼によると、鋼を非金属介在物が生成しにくい成分で形成したので、非金属介在物量を抑制することができる。さらに、非金属介在物の大きさを $30\ \mu\text{m}$ 以下としたので、疲労亀裂の進展を促進する非金属介在物を除去することができ、マルエージング鋼の疲労特性を向上させることができる。

【0008】

また、請求項2に記載したように、マルエージング鋼中のTi成分偏析比およびMo成分偏析比は各々1.3以下とするのがよい。これにより、成分偏析に起因するバンド組織の生成を抑制することができ、バンド組織の境界部が疲労破壊の起点となるのを防止することができるため、疲労特性をより向上させることができる。

【0009】

また、請求項3に記載した本発明のマルエージング鋼の製造方法は、鋼塊頂部の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D_1 、鋼塊底部の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D_2 、鋼塊高さを H 、 $H/2$ 位置における鋼塊の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D 、 $H/2$ 位置における鋼塊の長辺長さおよび短辺長さをそれぞれ W_1 、 W_2 とするとき、テーパ $T_p = (D_1 - D_2) \times 100 / H$ が5.0～25.0%、高径比 $R_h = H / D$ が1.0～3.0、扁平比 $B = W_1 / W_2$ が1.5以下となる鋳型を用いて、請求項1に記載した化学成分を有する鋼の溶湯を鋳造するものである。

この製造方法によると、鋳造の際、大形の非金属介在物が速やかに鋼塊内部から上部へと浮上分離され、鋼塊内部には小形の非金属介在物しか残存しないようになるので、鋳造片に適宜の塑性加工を施すだけで、鋼中の非金属介在物を十分に微細化することができる。このため、真空アーク再溶解を行うことなく、疲労特性に優れたマルエージング鋼を容易に製造することができる。

【0010】

また、請求項4に記載したように、請求項3の製造方法により鋳造された鋳造片に塑性加工を施して非金属介在物の大きさを $30\ \mu\text{m}$ 以下とすることで、請求項1に記載した疲労特性に優れたマルエージング鋼を容易に製造することができる。

【0 0 1 1】

また、請求項 5 に記載したように、請求項 3 の製造方法により鑄造された鑄造片を鍛練比 4 以上で熱間鍛造し、次いで 1 1 0 0 ~ 1 2 8 0 ℃ の温度範囲で保持するソーキング処理を 1 回または 2 回以上行い、ソーキング処理の合計時間を 1 0 ~ 1 0 0 h r とすることで、ソーキング後の鍛造片の T i 、M o の成分偏析比を 1 . 3 以下にすることができ、この鍛造片に適宜の塑性加工を施すだけで、鋼中の非金属介在物の微細化を容易に行うことができる。このため、真空アーク再溶解を行うことなく、疲労特性に優れたマルエージング鋼を容易に製造することができる。

【0 0 1 2】

また、請求項 6 に記載したように、請求項 5 の製造方法によりソーキングされた鍛造片に塑性加工を施して非金属介在物の大きさを 3 0 μ m 以下とすることで、請求項 2 に記載した疲労特性に優れたマルエージング鋼を容易に製造することができる。

【0 0 1 3】

【発明の実施の形態】

本発明者らは単に非金属介在物の量を抑制しただけでは疲労寿命の向上には限界があり、その大きさを抑制することが有効であることを見出した。さらに、本発明者らはマルエージング鋼の化学組成のうち、T i と M o が偏析しやすいことに着目し、鑄造の際に生じた成分偏析が熱間加工や熱処理で除去されない場合、バンド組織が発生し、時効処理後にバンド組織内外で強度が異なるようになるため、成分偏析を抑制することが疲労寿命の向上に有効であることを見出した。本発明はかかる知見を基に完成されたものであり、以下、詳細に説明する。

【0 0 1 4】

本発明のマルエージング鋼は、化学成分が重量%で、
C : 0 . 0 1 % 以下、
N i : 8 ~ 1 9 %、
C o : 8 ~ 2 0 %、
M o : 2 ~ 9 %、

Ti : 0.1~2%,

Al : 0.15%以下、

N : 0.003%以下、

O : 0.0015%以下

を含み残部実質的にFeよりなり、非金属介在物の大きさをその周長を円周とする相当円の直径で表したとき、非金属介在物の大きさが $30\mu\text{m}$ 以下とされたものである。

【0015】

まず、本発明のマルエージング鋼の成分限定理由 (wt%) について説明する。

C : 0.01%以下

Cは炭化物を形成し、金属間化合物の析出量を減少させて疲労強度を低下させるため少ないほど好ましく、本発明では0.01%以下、好ましくは0.005%以下に止めるのがよい。

【0016】

Ni : 8~19%

Niは靱性の高い母相組織を形成させるためには不可欠の元素であり、8%未満では過少で靱性が劣化する。一方、過多に添加すると母相にマルテンサイト以外にオーステナイトが生じるようになり強度が低下する。このため、Ni含有範囲の下限を8%、好ましくは12%、より好ましくは16%とし、その上限を19%とするのがよい。

【0017】

Co : 8~20%

CoはMoを含む金属間化合物の析出を促進し、強度を向上させる。8%未満では強度低下を生じ、一方20%を越えて添加すると靱性が低下する。このため、Co含有範囲の下限を8%とし、その上限を20%、好ましくは15%とするのがよい。

【0018】

Mo : 2~9%

Moは時効処理によって Fe_2Mo 、 Ni_3Mo を析出し、鋼の強化に有効な元素

である。その含有量が 2 % 未満では強化が不十分となり、一方 9 % を越えると鋼中のミクロ偏析が増大し、靱性を低下させる。したがって Mo 含有範囲の下限を 2 %、好ましくは 3 % とし、その上限を 9 %、好ましくは 6 % とするのがよい。

【0 0 1 9】

Ti : 0. 1 ~ 2 %

Ti は時効処理によって Ni_3Ti 、 NiTi を析出して、Mo と同様鋼の強化に有効な元素である。その含有量が 0. 1 % 未満では強化が不十分となるため、Ti 含有範囲の下限を 0. 1 %、好ましくは 0. 3 % とするのがよい。一方、2 % を超えると鋼中のミクロ偏析の増大が顕著となり、靱性と疲労強度を低下させる。しかも Ti (C, N) 系非金属介在物が増加し、耐久性を劣化させる。したがって、Ti 含有範囲の上限を 2 %、好ましくは 1. 2 % とするのがよい。

【0 0 2 0】

Al : 0. 1 5 % 以下

Al は脱酸に有効であるが、0. 1 5 % を超えるとアルミナ系酸化物が多くなり、耐久性を低下させるので、上限を 0. 1 5 % とする。

【0 0 2 1】

N : 0. 0 0 3 % 以下

N は疲労強度に悪影響を与える有害元素で、0. 0 0 3 % 以下に低減することが重要である。0. 0 0 3 % を超えると、主に TiN が急激に増加し、しかもこれが点列状となるため、疲労強度は著しく低下する。疲労強度に対しては N が少ないほど有利であり、好ましくは 0. 0 0 2 % 以下、より好ましくは 0. 0 0 1 % 以下とすることで耐久性がより一段と向上する。

【0 0 2 2】

O : 0. 0 0 1 5 % 以下

O は酸化物系非金属介在物を形成し、0. 0 0 1 5 % 以下と低くすることが重要である。0. 0 0 1 5 % を超えると疲労強度が著しく低下する。疲労強度に対しては O が少ないほど有利であり、好ましくは 0. 0 0 1 0 % 以下とすることにより耐久性が更に改善される。

【0 0 2 3】

なお、不純物である Si、Mn はいずれも SiO_2 、 MnO 、 MnS 等の非金属介在物を形成し、疲労強度を低下させるので、少ない程好ましく、それぞれ 0.05% 以下、好ましくは 0.02% 以下に止めるのがよい。また、P、S についても、粒界脆化や非金属介在物形成のために疲労強度を低下させるので、少ない程好ましく、それぞれ 0.01% 以下、好ましくは 0.002% 以下に止めるのがよい。

【0024】

本発明のマルエージング鋼は上記化学成分を有し、その母相は実質的にマルテンサイト単相からなるものであるが、非金属介在物の大きさを、その周長を円周とする相当円の直径で表したとき、非金属介在物の大きさが $30\mu\text{m}$ 以下とされる。

【0025】

疲労強度に関する議論のなかで、炭素鋼などにおける疲労強度は疲労亀裂を発生させる限界の応力と考えられてきたが、最近では、亀裂発生限界応力ではなく、発生した亀裂が伝播を停止する限界の応力であると認識されている。発生した亀裂が伝播を停止している状態は、材料がその亀裂という欠陥を含んでいるということでもあり、もともと自ら作った欠陥の進展で自分自身の疲労強度を決めていると解釈することができる。このため材料が繰り返し負荷を受ける際に自ら作る停留亀裂より大きい非金属介在物が材料中に存在すると、疲労強度が低下する。この場合、後述の実施例から明らかなとおり、非金属介在物の大きさが $30.0\mu\text{m}$ を超えると急激に疲労強度が低下するようになる。このため、本発明では非金属介在物の大きさの上限を $30.0\mu\text{m}$ 、好ましくは $20\mu\text{m}$ 、より好ましくは $10\mu\text{m}$ とする。特に、板厚が 0.5mm 以下の薄板に塑性加工する場合、疲労強度に及ぼす非金属介在物の悪影響が著しくなるので、 $10\mu\text{m}$ 以下とするのがよい。

【0026】

前記マルエージング鋼において、Ti 成分偏析比および Mo 成分偏析比は各々 1.3 以下とするのがよい。

化学組成の内、Ti と Mo、特に Ti は偏析しやすく、鑄造の際に生じた成分

偏析が熱間加工や熱処理で除去されない場合、バンド組織が発生し、時効処理後にバンド組織内外で強度が大きく変動する。特に板厚が0.5mm以下の薄板に塑性加工する場合、バンド組織は顕著になり、その悪影響が著しくなる。このためバンド組織の境界部が疲労破壊の起点となり、疲労強度が低下する。この場合、Ti、Moの成分偏析比が各々1.3を越えると急激に疲労強度が低下するようになる。従って、Ti、Moの成分偏析比の各々の上限を1.3、好ましくは1.2とすることで、疲労強度をより一層向上させることができる。この偏析比は小さいほど疲労強度の向上には効果的である。

【0027】

本発明でいうTi、Moの成分偏析比とは、マルエージング鋼材の厚さ方向におけるTi、Moの最小濃度に対する最大濃度の比（最大濃度／最小濃度）を意味する。具体的には、鋼材の形態として、板、管など種々の形態があるが、それらの鋼材の厚さ方向におけるTi、Moの成分偏析比を意味する。なお、Ti、Mo以外の成分も偏析するが、顕著な成分偏析が生じるTi、Moの成分偏析比を所定の値に抑えることで、Co等の他の成分も問題のない範囲に止まるため、本発明ではTi、Moの成分偏析比のみを規定している。

【0028】

本発明のマルエージング鋼の製造方法は、図1に示すように、鋼塊頂部の周長 L_1 に相当する円周を有する相当円の直径を D_1 、鋼塊底部の周長 L_2 に相当する円周を有する相当円の直径を D_2 、鋼塊高さを H 、 $H/2$ 位置における鋼塊の周長に相当する円周を有する相当円の直径を D 、 $H/2$ 位置における鋼塊の長辺長さおよび短辺長さをそれぞれ W_1 、 W_2 とすると、テーパ $T_p = (D_1 - D_2) \times 100 / H$ が5.0～25.0%、高径比 $R_h = H / D$ が1.0～3.0、扁平比 $B = W_1 / W_2$ が1.5以下となる鋳型を用いて、前記化学成分を有する鋼の溶湯を鋳造するものである。

【0029】

本発明の製造方法において使用する鋳型の寸法限定理由を説明するに際し、まず、鋳型を規定する寸法パラメータとして、テーパ T_p 、高径比 R_h 、扁平比 B を選んだ理由を説明する。

【 0 0 3 0 】

製品の健全性や品質維持に大きな影響をあたえる鋼塊の不均質性の原因は、鋼塊の凝固に際しての鋼の物理的および化学的性質の変化に基づくものである。鋼の液体および固体における各種元素の溶解度および拡散速度、密度、熱伝導度などの相違は各種元素の偏析、引け巣、パイプ、気泡、非金属介在物などの欠陥を生じ、鋼塊の不均質性の原因となる。一般に、良質な鋼塊を得るためには、溶鋼の十分な精錬が基礎となるが、均質かつ欠陥の少ないものを得るためには上記の理由により溶鋼の凝固過程の適切な制御が必要である。

【 0 0 3 1 】

溶湯が鑄型に注湯されると、まず鑄型壁上で核生成した、無秩序な成長方向を有するチル層が形成され、その後柱状晶帯が形成される。柱状晶は鑄型に熱が流れた結果、成長したものであるから、鑄型壁に対してほぼ垂直に、すなわち熱抽出と反対の方向に成長している。また非金属介在物は柱状晶の成長方向に押し出されて浮上分離していく。このため、鑄型のテーパー（両側テーパー） T_p を非金属介在物の浮上分離に関与する寸法パラメータの一つとして採用した。

【 0 0 3 2 】

また、鑄型内における縦凝固速度と横凝固速度とのバランスも非金属介在物の浮上分離に関与する要因の一つと考えられる。すなわち、鑄型内で非金属介在物を浮上分離させるためには、溶湯を底部から順次上方に向かって凝固させなければならない。そこで、縦凝固速度に関係する高径比 R_h と横凝固速度に関係する扁平比 B をも鑄型の寸法パラメータとして選んだ。

【 0 0 3 3 】

後述の実施例から明らかなように、テーパー T_p を5.0%以上、好ましくは10%以上とし、高径比 R_h を3.0以下、好ましくは2.5以下とし、また扁平比 B を1.5以下、好ましくは1.2以下とすることで、大形の非金属介在物が速やかに鋼塊内部から上部へ浮上分離され、鋼塊内部には小形の非金属介在物しか残存しないようになる。一方、 T_p が25.0%を超えると、テーパーが大きくなり過ぎ、鋼塊の肩部の吊り切れ現象（凝固収縮に伴う鋼塊本体の沈下が鑄型で局部的に阻止されて、それ以下の部分の重量に耐えられないで生じる横割れ

）が発生するようになる。このため、 T_p の上限を 2.5、0 %、好ましくは 2.0 % 以下とする。また、高径比 R_h が 1.0 未満では、鋼塊内部に引け巣が発生するようになるので、 R_h の下限を 1.0、好ましくは 1.5 とする。なお、従来の鑄型は、テーパ T_p が 3 % 程度のものが一般的である。

【 0 0 3 4 】

この製造方法によると、真空誘導溶解により溶解した溶湯を、真空アーク再溶解を行うことなく、上記所定の鑄型に鑄造し、その鑄造片に適宜の塑性加工を施すだけで、非金属介在物の大きさが $30.0 \mu m$ 以下、好ましくは $20 \mu m$ 以下、より好ましくは $10 \mu m$ 以下のマルエージング鋼を容易に製造することができる。

【 0 0 3 5 】

鑄造後の鑄造片に対する塑性加工として、熱間鍛造、圧延（熱間圧延、あるいはさらに冷間圧延）などを適用することができる。この場合、前記鑄造片を鍛錬比 4 以上で熱間鍛造し、次いで $1100 \sim 1280^\circ C$ の温度範囲で保持し、処理時間の合計が $10 \sim 100 \text{ hr}$ とされたソーキング処理（成分拡散焼鈍処理）を 1 回または 2 回以上行い、その後、圧延等の塑性加工を施すのがよい。

【 0 0 3 6 】

前記熱間鍛造の鍛錬比（鍛造前断面積 / 鍛造後断面積）を 4 以上とするのは、適切なソーキング条件の下でも鍛錬比が 4 未満では T_i 、 Mo の偏析ピーク間の距離が大きく、拡散によって十分に平滑化できないようになり、 T_i 、 Mo の成分偏析比を 1.3 以下にすることが困難になるからである。また、ソーキング温度が $1100^\circ C$ 未満あるいはソーキング時間の合計が 10 hr 未満では適切な鍛錬比の下でも所定の T_i 、 Mo の成分偏析比が得られないようになる。一方、ソーキング温度が $1280^\circ C$ 超あるいはソーキング時間の合計が 100 hr 超になると、結晶の粗大化が著しく、結晶粒度番号が 8 未満になり、疲労強度が著しく低下するようになる。これより、ソーキング温度の下限を $1100^\circ C$ 、好ましくは $1180^\circ C$ とし、その上限を $1280^\circ C$ 、好ましくは $1250^\circ C$ とする。また、ソーキング処理の合計時間の下限を 10 hr 、好ましくは 20 hr とし、その上限を 100 hr 、好ましくは 72 hr とする。なお、ソーキング処理後の鍛造

片におけるTi、Moの偏析比は、その後に圧延等の塑性加工が施されてもほとんど変化せず、ほぼ同じ偏析比が維持される。

【0037】

【実施例】

下記表1の化学成分の鋼の溶湯を真空誘導溶解により溶解し、表2および表3に示すテーパーTp、高径比Rh、扁平比Bを有する種々の鋳型に注湯し、その鋳造片（500kgf）を同表に示す鍛錬比にて熱間鍛造し、必要に応じてソーキングした後、熱間圧延および冷間圧延を施して板厚0.3mmの薄板に加工した。

この薄板から圧延方向に沿って長さ100mm、幅10mmの試験片を採取し、820℃×1hrの溶体化処理を行い、480℃×4hrの時効処理を施した後、450℃×6hrのNH₃ガス窒化処理を施した。なお、この実施例においては、鋳造片の平均厚さから0.3mmの薄板までの全圧下率は約99.9%であった。

【0038】

【表1】

| 鋼種 No. | 化 学 成 分 (wt%, 残部: 実質的にFe) | | | | | | | | 強度水準 kgf/mm ² |
|-----------|-----------------------------|------|------|-----|-----|------|--------|--------|-----------------------------|
| | C | Ni | Co | Mo | Ti | Al | N | O | |
| A | 0.005 | 13.3 | 14.7 | 2.4 | 0.2 | 0.08 | 0.0028 | 0.0013 | 150級 |
| B | 0.003 | 17.8 | 8.9 | 4.8 | 0.4 | 0.12 | 0.0017 | 0.0006 | 200級 |
| C | 0.008 | 17.6 | 12.3 | 3.8 | 1.7 | 0.10 | 0.0015 | 0.0005 | 230級 |
| D | 0.006 | 8.2 | 18.3 | 9.0 | 0.8 | 0.05 | 0.0021 | 0.0008 | 270級 |

【0039】

こうして得られた試料を用いて、非金属介在物の大きさ並びにTi、Moの成分偏析比を調べた。非金属介在物の大きさは、片振り試験片の破断面をSEM（走査型電子顕微鏡）によって観察し、破断の起因になった非金属介在物を特定し、その周長を円周とする相当円の直径を非金属介在物の大きさとして求めた。また、成分偏析比は、各試料の板厚方向にEPMAで線分析することによりTi、Mo濃度の最大値と最小値とを測定し、その比（最大値／最小値）を算出した。なお、板厚表層30 μ mは窒化層が存在するので、その部分を除いてX線を走査させた。

【0040】

また、各試料を用いて疲労特性を調べた。疲労強度は、片振り試験の繰返し数 10^7 回に対する時間強度によって評価した。これらの調査結果を表2および表3に併せて示す。同表には、成分偏析比の大きいA系列の試料（試料No.の数字にAを付したもの）と成分偏析比の小さいB系列の試料（試料No.の数字にBを付したもの）とを並べて表示した。また、非金属介在物の大きさと疲労強度との関係を整理したグラフを図2に示す。なお、表2、表3の備考において、①は請求項1に対する発明鋼、②は請求項2に対する発明鋼を示す。

【0041】

【表2】

| 試料 No. | 鋼塊 No. | 鋼塊条件 | | | 鍛錬比 | ソーキング条件 | | 介在物の 大きさ μm | Ti成分 偏析比 | Mo成分 偏析比 | 疲労強度 kgf/mm^2 | 備考 |
|-----------|-----------|-----------------|--------------|------------|-----|--------------------------|-----------|------------------------------|-------------|-------------|---------------------------|----|
| | | テーパー T_p % | 高径比 R_h | 扁平比 B | | 温度 $^{\circ}\text{C}$ | 時間 h | | | | | |
| 1A | A | 17.6 | 1.9 | 1.2 | 3.5 | 1050 | 10 | 3.2 | 1.52 | 1.40 | 60.1 | ① |
| 1B | " | " | " | " | 6.5 | 1230 | 72 | 3.5 | 1.28 | 1.25 | 69.7 | ② |
| 2A | " | 11.1 | 2.5 | 1.0 | 3.5 | 1050 | 10 | 9.8 | 1.46 | 1.37 | 58.8 | ① |
| 2B | " | " | " | " | 4.6 | 1280 | 48 | 9.4 | 1.2 | 1.13 | 67.3 | ② |
| 3A | " | 5.5 | 2.5 | 1.0 | 3.5 | 1050 | 10 | 25.2 | 1.42 | 1.36 | 54.4 | ① |
| 3B | " | " | " | " | 5.3 | 1230 | 96 | 27.8 | 1.13 | 1.10 | 60.2 | ② |
| 4A | " | 3.7 | 2.8 | 1.7 | 3.5 | 1050 | 10 | 37.2 | 1.43 | 1.35 | 35.4 | |
| 4B | " | " | " | " | 7.2 | 1180 | 96 | 35.0 | 1.10 | 1.05 | 38.2 | |
| 5A | B | 8.3 | 1.8 | 1.5 | 2.8 | — | — | 28.4 | 1.49 | 1.40 | 76.5 | ① |
| 5B | " | " | " | " | 5.5 | 1200 | 48 | 27.1 | 1.27 | 1.22 | 85.3 | ② |
| 6A | " | 14.7 | 1.9 | 1.1 | 2.8 | — | — | 8.6 | 1.56 | 1.53 | 82.5 | ① |
| 6B | " | " | " | " | 4.5 | 1200 | 48 | 7.7 | 1.30 | 1.26 | 91.2 | ② |
| 7A | " | 5.8 | 3.3 | 2.0 | 2.8 | — | — | 50.5 | 1.42 | 1.38 | 43.2 | |
| 7B | " | " | " | " | 3.0 | 1200 | 48 | 53.4 | 1.36 | 1.25 | 46.4 | |
| 8A | " | 1.5 | 3.4 | 1.4 | 2.8 | — | — | 95.6 | 1.41 | 1.36 | 36.7 | |
| 8B | " | " | " | " | 7.5 | 1280 | 96 | 97.6 | 1.07 | 1.03 | 40.3 | |

[-0-0-4-2-]

【表 3】

| 試料 No. | 鋼塊 No. | 鋼塊条件 | | | 鍛錬比 | ソーキング条件 | | 介在物の 大きさ μm | Ti成分 偏析比 | Mo成分 偏析比 | 疲労強度 kgf/mm^2 | 備考 |
|-----------|-----------|-----------------|--------------|------------|-----|--------------------------|-----------|------------------------------|-------------|-------------|---------------------------|----|
| | | テーパー T_p % | 高径比 R_h | 扁平比 B | | 温度 $^{\circ}\text{C}$ | 時間 h | | | | | |
| 9A | C | 9.3 | 2.3 | 1.3 | 3.0 | 1100 | 24 | 22.3 | 1.55 | 1.52 | 83.8 | ① |
| 9B | " | " | " | " | 6.8 | 1150 | 72 | 25.6 | 1.26 | 1.23 | 91.8 | ② |
| 10A | " | 14.7 | 2.8 | 1.3 | 3.0 | 1100 | 24 | 11.1 | 1.6 | 1.55 | 90.6 | ① |
| 10B | " | " | " | " | 6.8 | 1180 | 72 | 12.5 | 1.26 | 1.25 | 99.6 | ② |
| 11A | " | 9.0 | 1.5 | 1.8 | 3.0 | 1100 | 24 | 45.8 | 1.52 | 1.48 | 45.2 | |
| 11B | " | " | " | " | 6.8 | 1230 | 72 | 40.0 | 1.27 | 1.22 | 47.0 | |
| 12A | " | 10.4 | 4.1 | 1.4 | 3.0 | 1100 | 24 | 117.0 | 1.58 | 1.50 | 32.1 | |
| 12B | " | " | " | " | 6.8 | 1200 | 72 | 112.4 | 1.29 | 1.26 | 33.1 | |
| 13A | D | 7.5 | 3.0 | 1.5 | 2.5 | 1230 | 5 | 28.5 | 1.40 | 1.33 | 94.0 | ① |
| 13B | " | " | " | " | 4.8 | 1230 | 96 | 27.3 | 1.11 | 1.10 | 103.3 | ② |
| 14A | " | 17.5 | 1.7 | 1.4 | 2.5 | 1230 | 5 | 15.2 | 1.45 | 1.40 | 105.2 | ① |
| 14B | " | " | " | " | 4.8 | 1230 | 48 | 14.4 | 1.26 | 1.23 | 115.1 | ② |
| 15A | " | 3.2 | 2.1 | 1.2 | 2.5 | 1230 | 5 | 42.7 | 1.38 | 1.37 | 51.2 | |
| 15B | " | " | " | " | 4.8 | 1230 | 72 | 46.5 | 1.19 | 1.16 | 52.4 | |
| 16A | " | 2.7 | 3.8 | 2.3 | 2.5 | 1230 | 5 | 106.4 | 1.35 | 1.35 | 44.8 | |
| 16B | " | " | " | " | 4.8 | 1230 | 96 | 101.2 | 1.10 | 1.10 | 45.1 | |

【0 0 4 3】

表 2、表 3 および図 2 より、非金属介在物の大きさが $30.0 \mu\text{m}$ を境として、それ以下で疲労強度が著しく向上しており、発明鋼では優れた疲労強度を有している。また、非金属介在物が $30.0 \mu\text{m}$ 以下の領域においても、成分偏析比の小さい B 系列の試料は、疲労強度がより一層向上している。

【0 0 4 4】

【発明の効果】

以上説明したとおり、本発明のマルエージング鋼によれば、化学成分を N および O が規制された所定成分としたので、非金属介在物量が減少し、清浄度が向上する。また、非金属介在物の大きさを $30.0 \mu\text{m}$ 以下に規制したので、疲労破壊の起点となる非金属介在物の発生が抑制、防止されるため優れた疲労特性を備えたものとなる。さらに、Ti、Mo の成分偏析比を各々 1.3 以下に規制することで、成分偏析に起因したミクロ的な強度差の発生が抑制、防止されるため、疲労特性がより一層向上したものとなる。また、本発明の製造方法によれば、通常の溶解設備を用いて、疲労特性に優れたマルエージング鋼を容易に製造することができ、生産性に優れる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】

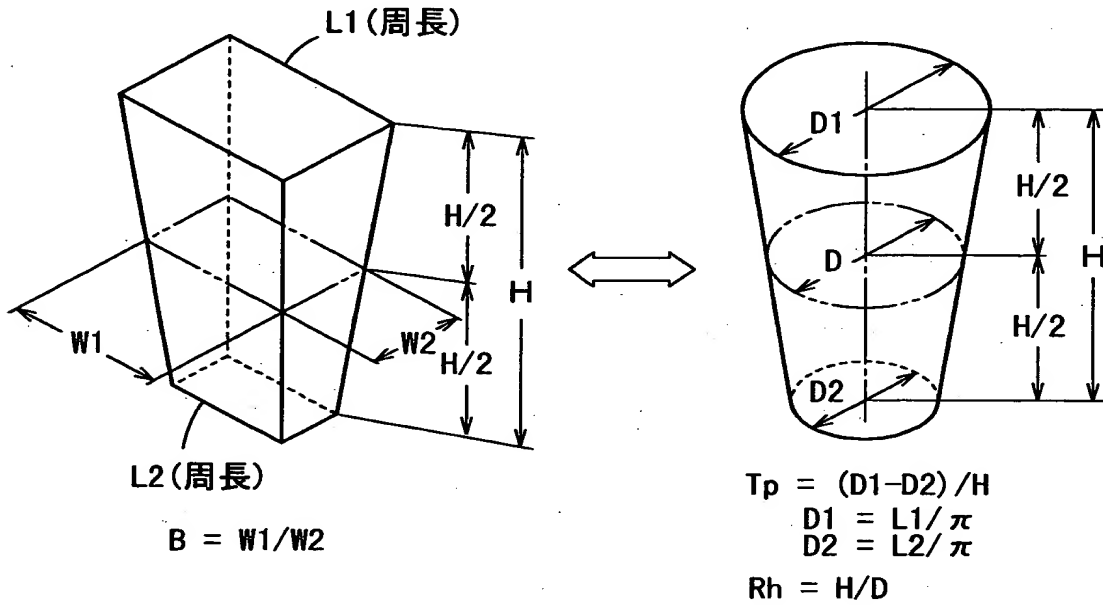
鋳型の寸法パラメータを説明する鋼塊の斜視図である。

【図 2】

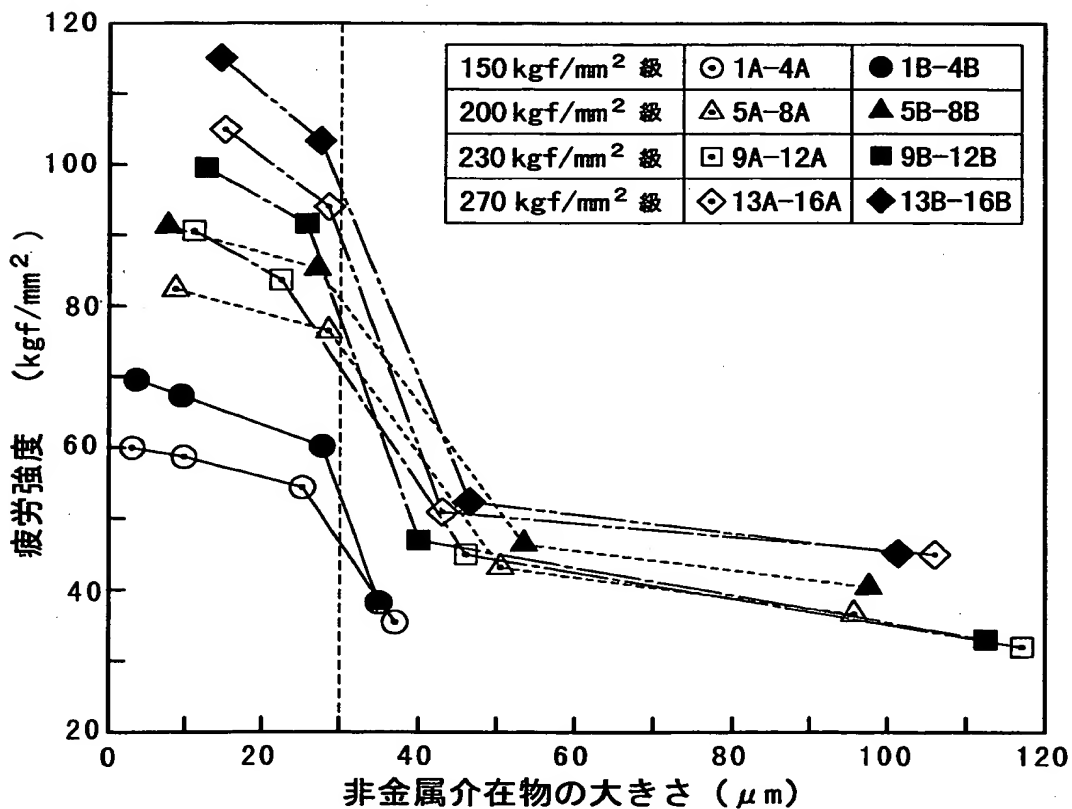
実施例における非金属介在物の大きさと疲労強度との関係を示すグラフである。

【書類名】 図面

【図 1】



【図 2】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 疲労特性に優れたマルエージング鋼及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 化学成分が重量%で、C:0.01%以下、Ni:8~19%、Co:8~20%、Mo:2~9%、Ti:0.1~2%、Al:0.15%以下、N:0.003%以下、O:0.0015%以下を含み残部実質的にFeよりなり、非金属介在物の大きさが $30\mu\text{m}$ 以下とされる。上記マルエージング鋼は、テーパー $T_p = (D_1 - D_2) \times 100 / H$ が5.0~25.0%、高径比 $R_h = H / D$ が1.0~3.0、扁平比 $B = W_1 / W_2$ が1.5以下となる鋳型を用いて鋳造し、鋳造片に塑性加工を施すことにより容易に製造される。上記マルエージング鋼は、Ti成分偏析比およびMo成分偏析比を各々1.3以下とすることで、疲労強度をさらに向上させることができる。

【選択図】 図1

認定・付加情報

| | |
|---------|--------------------|
| 特許出願の番号 | 平成11年 特許願 第239146号 |
| 受付番号 | 59900823626 |
| 書類名 | 特許願 |
| 担当官 | 長谷川 実 1921 |
| 作成日 | 平成11年 9月 1日 |

<認定情報・付加情報>

【特許出願人】

【識別番号】 000183417

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜4丁目7番19号

【氏名又は名称】 住友特殊金属株式会社

【代理人】 申請人

【識別番号】 100101395

【住所又は居所】 大阪府大阪市東淀川区東中島1丁目18番27号
新大阪丸ビル新館6階

【氏名又は名称】 本田 ▲龍▼雄

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000183417]

1. 変更年月日 1990年 8月13日

[変更理由] 新規登録

住 所 大阪府大阪市中央区北浜4丁目7番19号

氏 名 住友特殊金属株式会社

THIS PAGE BLANK (USPTO)